

PATENT ABSTRACTS OF JAPAN

(11)Publication number : **2002-121639**
 (43)Date of publication of application : **26.04.2002**

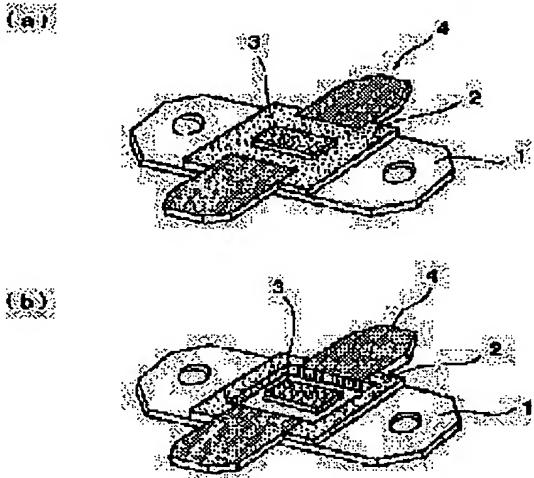
(51)Int.CI.	C22C 27/04 H01L 23/02 H01L 23/08 H01L 23/12 H01L 23/373
(21)Application number : 2000-317494	(71)Applicant : SUMITOMO ELECTRIC IND LTD
(22)Date of filing : 18.10.2000	(72)Inventor : FUKUI AKIRA

(54) HEAT RADIATION SUBSTRATE, AND HIGH-POWER HIGH-FREQUENCY TRANSISTOR PACKAGE USING IT

(57)Abstract:

PROBLEM TO BE SOLVED: To provide a heat radiation substrate which is composed of a tungsten/ copper and/or molybdenum/copper composite material and in which the increase of residual thermal stress resultant from the difference in a thermal expansion coefficient between the peripheral members of the substrate and the substrate itself is minimized while maintaining high thermal conductivity and also to provide a high-power high-frequency transistor package having high practical reliability and manufactured by the use of the heat radiation substrate.

SOLUTION: The heat radiation substrate is composed of a tungsten/copper and/or molybdenum/copper composite material containing 25-45 mass% copper and having ≤ 250 GPa Young's modulus. The high-power high-frequency transistor package can be manufactured by using the heat radiation substrate.

**LEGAL STATUS**

[Date of request for examination]

[Date of sending the examiner's decision of rejection]

[Kind of final disposal of application other than the examiner's decision of rejection or application converted registration]

[Date of final disposal for application]

[Patent number]

[Date of registration]

[Number of appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of requesting appeal against examiner's decision of rejection]

[Date of extinction of right]

(19)日本国特許庁 (JP)

(12) 公開特許公報 (A)

(11)特許出願公開番号

特開2002-121639

(P2002-121639A)

(43)公開日 平成14年4月26日(2002.4.26)

(51)Int.Cl. ⁷	識別記号	F I	テ-マコ-ト*(参考)
C 2 2 C 27/04	1 0 1	C 2 2 C 27/04	1 0 1 5 F 0 3 6
	1 0 2		1 0 2
H 0 1 L 23/02		H 0 1 L 23/02	H
23/08		23/08	C
23/12		23/12	J

審査請求 未請求 請求項の数4 O L (全18頁) 最終頁に続く

(21)出願番号	特願2000-317494(P2000-317494)	(71)出願人 000002130 住友電気工業株式会社 大阪府大阪市中央区北浜四丁目5番33号
(22)出願日	平成12年10月18日(2000.10.18)	(72)発明者 福井 彰 兵庫県伊丹市昆陽北一丁目1番1号 住友 電気工業株式会社伊丹製作所内 (74)代理人 100078813 弁理士 上代 哲司 (外1名) F ターム(参考) 5F036 BA23 BD01

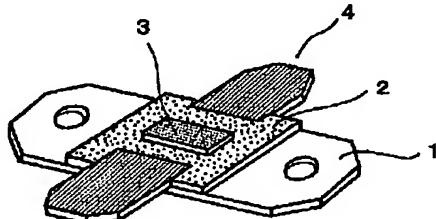
(54)【発明の名称】 放熱基板およびそれを用いたハイパワー高周波トランジスターパッケージ

(57)【要約】

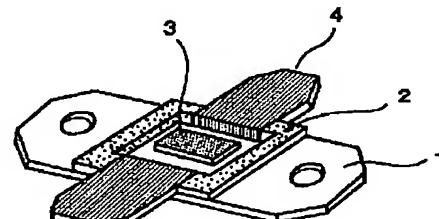
【課題】 高い熱伝導性を維持しつつ、周辺部材との間の熱膨張係数の差によって生じる残留熱応力の増加が小さな銅-タンクステン系および/または銅-モリブデン系の複合材料からなる放熱基板と、同放熱基板を用いた高い実用信頼性を備えたハイパワー高周波トランジスター用のパッケージとを提供する。

【解決手段】 銅を25~45質量%含み、ヤング率が250GPa以下の銅-タンクステン系および/または銅-モリブデン系複合材料からなる放熱基板および同放熱基板を用いたハイパワー高周波トランジスターパッケージである。

(a)



(b)



【特許請求の範囲】

【請求項1】銅を25～45質量%含み、ヤング率が250GPa以下の銅-タンクスチーン系および/または銅-モリブデン系複合材料からなる放熱基板。

【請求項2】鉄族金属の含有量が、0.2質量%以下である請求項1に記載の放熱基板。

【請求項3】請求項1または2に記載の放熱基板を用いたハイパワー高周波トランジスターパッケージ。

【請求項4】請求項3のパッケージを用いた半導体装置。

【発明の詳細な説明】

【0001】

【発明の属する技術分野】本発明は、各種電気・電子機器用の高周波トランジスターパッケージ、特に通信基地局の電気・電子機器用のハイパワーの高周波トランジスターパッケージに用いられる放熱基板と、それを用いたハイパワー高周波トランジスターパッケージに関する。

【0002】

【従来の技術】近年半導体装置（本発明では、半導体素子を用いた各種デバイスを総称してこう言う。以下同じ。）の高速演算・高集積化に対する市場の要求は、急速に高まりつつある。それとともに同装置内の半導体素子搭載用の放熱基板には、同素子から発生する熱をより一層効率良く逃がすため、熱伝導率のより一層の向上が求められてきた。それとともに同放熱基板に隣接配置される半導体素子ならびに周辺部材との間での熱歪みをより一層小さくするため、それらとの熱膨張係数の差をより一層小さくすることも求められてきた。具体的には、半導体素子として通常用いられるシリコン（以下Siとも記述する。）、ガリウム砒素（以下GaAsとも記述する。）の熱膨張係数が、それぞれ $4.2 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ 、 $6.5 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ 程度であることから、同基板の熱膨張係数もこれらに近いことが望まれてきた。

【0003】中でも最近の携帯電話等の情報通信網の急速な拡大につれ、その基地局の各種装置・機器の処理情報量と処理速度の増加は、急速に進みつつある。したがってそれらに内蔵されるハイパワーの高周波トランジスターに搭載される半導体素子の集積度も日に日に増加の一途を辿っている。

【0004】従来このようなハイパワーの高周波トランジスターに用いられるパッケージにおいては、例えば銅-タンクスチーン系（以下Cu-W系とも記述する。）または銅-モリブデン系（以下Cu-Mo系とも記述する。）の複合材料が、その放熱基板として広く使われてきた。図1にこの種のパッケージの構造例を模式的に示す。同図のaは、バイポーラー型（Bi-Polar）のものを示す。また今後増加していくと予測されるパッケージの内、bは、Si半導体素子が搭載されるLDMOS型（Laterally Diffused Metal Oxide Silicon）か、またはGaAs

半導体素子が搭載されるMOSFET型（Metal Semiconductor Field Effect Transistor）のものである。同図において、1はCu-WまたはCu-Moの複合材料からなる放熱基板、2は例えばアルミナ（以下Al₂O₃とも記述する。）、窒化アルミニウム（以下AlNとも記述する。）、ベリリア（以下BeOとも記述する。）のような高熱伝導性かつ電気絶縁性のセラミックスからなる基板である。なおアルミナ、窒化アルミニウム、ベリリアの熱膨張係数は、 $10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ 単位で順に6.5、4.5、7.6程度であり、熱伝導率は、W/m·K単位で順に20、170、280程度である。3は、SiやGaAsのような半導体材料からなる半導体素子（半導体集積回路部分）、4はコバルト（Fe-Ni-Co合金であり、商品名）等の高熱電導性金属からなる金属部材である。

【0005】特公平4-65544号公報には、この種のパッケージが紹介されている。同公報の記載によれば、銅の含有量が30質量%以下の複合材料をその放熱基板に使うことによって、パッケージの周辺部材であるセラミックスに損傷を与えること無く、また銅の含有量が25質量%以下のものを用いることによって、これとセラミックスからなる周辺部材とをロウ材によって直接接続しても実用上問題は無いとされている。しかしながら本発明者のその後の研究によれば、銅の含有量が25質量%未満になると、基板自体の剛性が上昇するため、特に放熱量の大きなパッケージでは、それらの接続部にかなり厚目のロウ材層または応力緩和層を介挿しないと、実用時の冷熱サイクルに耐えられない場合もあることが確認されている。このようなことから材料中の銅の量を制御するだけでは、必ずしも信頼性の高い放熱基板が得られないことが分かる。

【0006】なお特公平4-65544号公報の第1表および第2表によれば、銅の含有量が30質量%以下の複合材料の熱膨張係数は、Cu-Wの場合 $8.3 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ 以下、Cu-Moの場合 $8.5 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ 以下である。また熱伝導率は、Cu-Wの場合 $309\text{W}/\text{m}\cdot\text{K}$ （ $0.74\text{cal}/\text{cm}\cdot\text{sec}\cdot{}^{\circ}\text{C}$ ）以下、Cu-Moの場合 $293\text{W}/\text{m}\cdot\text{K}$ （ $0.70\text{cal}/\text{cm}\cdot\text{sec}\cdot{}^{\circ}\text{C}$ ）以下である。さらに銅の含有量が25質量%以下の場合の熱膨張係数は、Cu-Wの場合 $7.5 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ 以下、Cu-Moの場合 $7.8 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ 以下である。また熱伝導率は、Cu-Wの場合 $290\text{W}/\text{m}\cdot\text{K}$ （ $0.70\text{cal}/\text{cm}\cdot\text{sec}\cdot{}^{\circ}\text{C}$ ）以下、Cu-Moの場合 $280\text{W}/\text{m}\cdot\text{K}$ （ $0.67\text{cal}/\text{cm}\cdot\text{sec}\cdot{}^{\circ}\text{C}$ ）以下である。

【0007】

【発明の解決すべき課題】しかしながら前述のように、最近この種のパッケージの半導体素子の高集積化が急速に進むにつれて、同素子の大型化と発熱量の増加が急速

に進んでいる。このため放熱基板には（1）上記のレベルを越える熱伝導率が要求されるようになってきた。それに加え放熱基板には（2）それに隣接配置される周辺部材との間で生じる残留熱応力の増加を抑えることも要求されるようになってきた。このような要求の下で、放熱基板にCu-W系やCu-Mo系の複合材料を使う場合、上記特公平4-65544号公報に記載されている従来の技術の延長上で考えると、（1）の要求に応えるためには、銅の量を増やす必要がある。しかしそのようにすれば、周辺部材が半導体素子と同程度の小さな熱膨張係数の材料で構成されている場合には、それらと放熱基板との間の熱膨張係数の差が増加し、その結果両者の接続界面で生じる熱応力が増大することになる。このため上記（2）の要求とはほど遠い結果となってしまう。

【0008】このような場合には、放熱基板と周辺部材との接続部分に、例えば1mmないし数mmのかなり厚めの低ヤング率の層を設けるか、またはそれの中間の熱膨張係数を有する材料からなる層を介在させて、両者の界面に発生する熱応力を吸収緩和する手段が、従来から採られてきた。しかしながらこの方法は、手間がかかり、材料費が嵩むために製造コストが上がる。またパッケージの薄型化が急速に進みつつあり、これに逆行することにもなる。

【0009】接続界面での熱応力緩和作用は、放熱基板自体のヤング率が小さいほど向上する。この観点から見ると、Cu-WやCu-Moは、ヤング率の高いWやMoを主成分としているため、できる限りこれらの量は少ない方が望ましい。なおこれらのヤング率は、Wが40.7GPa、Moが33.2GPa程度であり、Cuのそれは、13.0GPa程度である。しかしながらその一方でWやMoの量を少なくすると、熱膨張係数は増加するため、在來のCu-WやCu-Moでは相反するこれら二つの要求を同時に満たすことは困難であった。

【0010】本発明の課題は、放熱基板と周辺部材との間の接続層の厚みを大きくすることなく以上の課題を克服し、上記した（1）および（2）の要求を同時に満たす安価で信頼性の高いCu-W系やCu-Mo系の複合材料からなる放熱基板を提供すること、ならびにその特徴を活かしたハイパワーの高周波トランジスターパッケージを提供することである。

【0011】

【課題を解決するための手段】上記した課題を解決するための本発明の放熱基板は、銅を25～45質量%含み、ヤング率が250GPa以下の大鋼-タンクスチーン系および/または銅-モリブデン系複合材料からなる放熱基板である。また本発明の放熱基板には、以上の構成に加え、さらに鉄族金属の含有量が0.2質量%以下に制御されたものも含まれる。

【0012】また本発明には以上の放熱基板を用いたハイパワーの高周波トランジスターパッケージ、さらには

それをを使った半導体装置も含まれる。

【0013】

【発明の実施の形態】本発明の放熱基板は、銅を25～45質量%含む銅-タンクスチーン系および/または銅-モリブデン系の複合材料からなる。ここで銅の量が上記範囲であり、残部がタンクスチーンである場合、この材料中の銅量は、体積比で42ないし64%に相当する。また残部がモリブデンの場合、27ないし48%に相当する。

- 10 【0014】ここでこの組成域で単純に複合則を当てはめ、前述のCu、WおよびMoのヤング率の値を使って、そのヤング率の理論値を推計すると、例えば銅量が25ないし45質量%のCu-Wでは、約230GPaから約290GPa、同様に同じ組成域のCu-Moでは、約250GPaから約280GPaとなる。しかしながら溶浸法（WまたはMoの多孔体を作製して、その空孔内にCuを溶浸する方法）によって作製された従来の材料の対応する組成域でのヤング率は、WやMoの粒子がお互いに繋がってスケルトンを作っているため、通常上記理論値より高目であり、Cu-Wでは約240GPa（Cu45質量%）から300GPa（Cu25質量%）、Cu-Moでは約250GPa（Cu45質量%）から290GPa（Cu25質量%）である。一方焼結法（CuとWまたはCuとMoの対応組成からなる混合物の成形体を、Cuの融点以上の温度下で液相焼結する方法）によって作製された従来の材料では、対応する組成域でのヤング率は、WやMoの粒子とCuの混合物の様な組織であるため、通常上記理論値程度のレベルである。すなわち銅量が25ないし45質量%のCu-Wでは、約230GPa（Cu45質量%）から約290GPa（Cu25質量%）、同様に同じ組成域のCu-Moでは、約250GPa（Cu45質量%）から約280GPa（Cu25質量%）となる。
- 20 【0015】これに対し上記組成からなる本発明の放熱材料は、銅量が25～45質量%の範囲で、そのヤング率が250GPa以下である。なおヤング率は、複合則に沿って銅量の増加とともに小さくなり、上記銅量の範囲内では従来の同じ成分組成のものに比べ頭著に小さい。例えば銅量が45質量%であれば、そのヤング率は、210GPa以下となる。本発明の複合材料では、銅量が25質量%未満になると、Cu-Wでは熱伝導率が290W/m・K未満、Cu-Moでは280W/m・K未満となるため、これをハイパワーの高周波トランジスターの放熱基板に用いると、放熱能力が十分ではない。その結果上記のようにヤング率が低くても、実用途上で基板自体の反りが生じたり、周辺部材との接続界面付近で損傷が生じ易くなり、パッケージの寿命が短くなる。他方銅量が45質量%を越えると、熱膨張係数がCu-Wでは $9.5 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ を越えるため、またCu-Moでは $10.0 \times 10^{-6}/^{\circ}\text{C}$ を越えるため、上記の

ようにヤング率が低くても、実用時の熱サイクルによって周辺部材との接続界面付近での熱応力による損傷が生じ易くなる。いずれの場合も信頼性が損なわれる可能性が高くなる。

【0016】本発明の放熱基板の微細組織は、同じ組成、つまり材料中の硬質粒子（WやMo）とCuの量比が同じであっても、従来の同系材料のそれに比べ異なっている。溶浸法で得られる従来のCu-W系やCu-Mo系の材料は、硬質粒子がお互いに連続的に繋がり、三次元のネットワーク（スケルトン）を形成している。しかしながら溶浸法によって得られる本発明の材料では、硬質粒子の繋がりが部分的に切れているか、または同粒子の繋がり部分の接触面積がより小さくなっている状態で、三次元ネットワークを形成している。すなわち本発明のものは、従来の同じ組成のものに比べ硬質粒子の繋がりがより不完全になっている。その結果、同じ組成の材料を比較すると、本発明のものの方が従来のものよりヤング率は小さくなる。

【0017】また焼結法や鋳造法で得られるCu-W系やCu-Mo系の材料は、溶浸法によって得られるものとは異なり、硬質粒子または同粒子の団塊がCuのマトリックス中に島状に分布した状態の組織をなしている。本発明のものも同様ではあるが、従来の焼結法によって得られる材料に比べ、同じ組成であっても材料中の硬質粒子または同粒子の団塊の三次元配置がより疎な状態になっている。すなわち硬質粒子または同粒子の団塊の間の平均距離が大きくなっている。その結果、同じ組成の材料を比較すると、本発明のものの方が従来のものよりヤング率は小さくなる。なお鋳造法で得られる材料は、焼結法や溶浸法で得られるものに比べ、空孔が生じ易いため熱伝導率の点で劣る。また鋳造過程で硬質粒子の偏析が生じ易く、均質なものが得られ難い。

【0018】以上のような複合組織形態を実現するための本発明の好ましい材料組成として、鉄族金属（鉄、ニッケルおよびコバルト）の含有量を0.2質量%以下に抑えた組成がある。好ましくは0.05～0.1質量%である。Cu-W系やCu-Mo系の複合材料では、従来より溶融したマトリックス金属（Cuを主成分とした金属）と硬質粒子との間の濡れ性を高めるために、鉄族金属を通常は0.5質量%以上添加する場合が多い。本発明では、その含有量をこれより少ない量とすることによって、マトリックス金属と硬質粒子との間の濡れ性を確保しつつ、硬質粒子間の繋がりを部分的に切った構造か、または同粒子間の繋がり部分の面積を小さくした構造を容易に得ることができる。その量が0.2質量%を越えると、その実現が難しくなるとともに材料の熱伝導率が低下し易くなる。なお鉄族金属の分布を極めて微細かつ均一にすると、同じ含有量であっても材料の熱伝導性の低下を小さくすることができる。

【0019】次ぎに本発明の放熱基板（以下単に基板と

も言う。）の製造方法について述べる。本発明の基板は、従来からの製造方法、すなわち前述の溶浸法、焼結法および鋳造法に準じた方法で製造される。出発原料であるタンクステン、モリブデンおよび銅の粉末は、市販のものでもよいが、硬質粒子を構成するタンクステンやモリブデンの粉末は、その粒度分布幅（最大粒径と最小粒径との差）の比較的狭いものを用いた方がよい。例えば平均粒径に対する同分布幅の比率を30～50%程度の範囲に制御するとよい。溶浸法では、複合材料を調製する場合、予め硬質粒子を主成分とした粉末を成形して成形体とするか、またはこれをさらに焼成して多孔質の中間体とする。その際に以上のようないくつかの硬質粒子の粒度分布調整を行うと、これら中間体中の硬質粒子間の繋がりを部分的に切るか、または同粒子間の繋がり部分の面積を小さくすることが容易になる。焼結法によって、硬質粒子または同粒子団塊間の平均距離を大きくした本発明の複合材料を調製する場合も同じようにすればよい。

【0020】鉄族金属の粉末を添加する場合は、できる限り平均粒径の小さいものを用いた方がよい。好ましくは5μm以下、より好ましくは1μm以下である。添加する形態は、金属以外にも1000°C以下の温度で金属に転換する化合物であれば如何なる形態でもよい。例えば鉄族元素の有機金属化合物や無機塩の形態で添加することによって、容易に微細（1μm以下）かつ極めて均一に分布させることができる。添加する量は、前述の理由で0.2質量%以下が望ましく、特に0.05～0.1質量%が望ましい。また鉄族金属またはその化合物を添加混合する場合には、同じ鉄族金属で作られた混合容器を用いるのが望ましい。これによって容器の摩耗によって、極めて微細な鉄族金属の粒子が混合とともに均一に混ざり合うからである。

【0021】溶浸法の場合には、まずタンクステンおよび/またはモリブデンを主成分とした粉末を調製する。この場合、必要により鉄族金属粉末もしくは高温で同金属に転換する化合物の粉末を、複合化後、最終的に鉄族金属単体に換算して上記範囲内の量になるような量で添加してもよい。焼結法の場合には、まずタンクステンおよび/またはモリブデンを主成分とした粉末に銅を主成分とする粉末を加えて混合する。

【0022】次いで粒状、スラリー状または粘土状に調製された粉末を、所定形状に成形して成形体とする。成形方法は、乾式成形、押し出し成形、ドクターブレード成形、射出成形等の粉末冶金法で常用される如何なる成形法であってもよい。ただしその際の成形密度は、成形体のハンドリング強度を確保するため、および焼成時の収縮による変形量を小さく抑えるために、できる限り高い方が望ましい。このため溶浸法、焼結法のいずれの方法でも、必要により優れた成形性を付与するため、有機バインダーを添加し顆粒状に造粒してもよい。これによって、成形時の粉末の充填性を高め、成形密度を容易に

上げることができるからである。特に乾式成形の場合には、予め粉末を造粒しておくのが望ましい。

【0023】有機バインダーが添加された成形体は、非酸化性雰囲気（真空、減圧または非酸化性ガス）中で焼成して同バインダーを除去する。溶浸法の場合には、必要により同じ雰囲気中で、さらに昇温して成形体の空孔率を調整する。その後同じ雰囲気中、望ましくは水素雰囲気中にて、銅を主成分とする金属の融点以上の温度まで昇温することによって、同金属の融液を空孔内に溶浸・充填する。なお成形体中の有機バインダーの体積や成形密度等から焼成後の空孔率が、予め工程設計できれば、成形体に銅を主成分とし、その体積に相当する程度の量の金属塊を溶浸材として接触させておいて、バインダー除去後引き続き銅の融点以上の温度まで昇温することによって、連続して溶浸まで進めることもできる。

【0024】一方焼結法の場合には、バインダーを除去した後、同じ雰囲気中、望ましくは水素雰囲気中にて、銅を主成分とする金属の融点以上の温度まで昇温することによって、同金属の融液による液相焼結を行う。この場合もバインダーの除去と焼結の両加熱ステップを分けて行ってもよいし、連続プログラムで行ってもよい。

【0025】溶浸法で銅量が33～45質量%と比較的多い材料を調製する場合には、成形体の形状保持に十分な空孔率を確保する（通常50体積%未満）ため、必要により当初の粉末に10質量%以下の量の銅を主成分とし、空孔内に溶浸される金属を含む粉末を予め加えてよい（予配合溶浸法）。また溶浸法、焼結法のいずれの場合も、成形体や中間体の溶浸剤（銅を主成分とする金属）と接触していない面に、溶融した同金属の面外への溶出や染み出しを防ぐため、同溶融金属と濡れないセラミックス等（溶出防止剤）の薄い層を付与しておくとよい。これによって溶出や染み出部分の形成面積が減り、ネットシェイプな材料を容易に得ることができる。

【0026】このようにして得られた本発明の複合材料を使ったバイポーラー型のハイパワー高周波トランジスターパッケージの断面構造を従来のそれと比較して図2に示す。なお図の符号は、図1に準ずる。接続部の断面で本発明のパッケージと従来のそれを比較すると、両者は、放熱基板とそれに隣接配置される半導体素子や他の部材との間でも同様であるが、特に図に示すようにセラミックス部材と放熱基板との間の接続層の構造において、顕著に異なっている。すなわち本発明のヤング率の低い材料を放熱基板に使うことによって、もし基板の銅量が多くなり、隣接部材、特にセラミックスからなる部材との熱膨張係数の差がかなり大きくなつたとしても、従来のものでは実現しなかつたロウ材層による直接の接続やより薄いロウ材層による接続が可能になる。

【0027】また従来の材料では、それを特に大型のパッケージに使う場合、隣接部材との接続部に厚い熱応力緩和層を追加介在させる必要があった。このような層を

設けると、その配設に手間がかかるとともに接続層の熱抵抗が上がり、放熱の観点からも良くない。しかしながら本発明の基板を用いることによって、同緩和層が無くても、もしくは祖御厚みを薄くしてもその接続は可能となる。さらに大型のパッケージでは、従来同接続層の信頼性を確保するために、基板は銅量が少なく熱膨張係数の小さな材料を使い、その下にさらに高熱伝導性の金属や広い放熱面の放熱板を配置して、放熱量の増加に対応していた。しかしながら本発明の基板を使うことによって、必要な放熱量さえ確保できれば、そのような放熱板を追加配置する必要は無くなる。以上のように本発明の基板を使うと、パッケージの接続部の構造が顕著に改善される。

【0028】

【実施例】実施例1（焼結法）

いずれも純度が99.5%以上のタングステン、モリブデン、電解銅および鉄の粉末を準備した。タングステンおよびモリブデン粉末中の鉄族元素の含有量は、それらの合計量でいずれも0.05質量%以下であった。タングステン、モリブデン、電解銅および鉄の粉末の平均粒径は、 μm 単位で順にそれぞれ8、9、10および0.8であった。またタングステン、モリブデンの粉末の粒径の分布幅（最大粒径と最小粒径の差）は、いずれも $3\mu\text{m}$ であった。電解銅粉末中の鉄族元素の含有量は、それらの合計量で0.01質量%以下であった。

【0029】これらの原料粉末を表1の「配合組成」欄に記載された割合で秤取し、これに有機質バインダーとしてバラフィンを、質量比で粉末100に対し1の割合で添加した。なお添加された鉄の量は、主成分（Cu、Wおよび/Mo）の総量100に対する質量比で表1に示す。その後これらをエタノールならびにステンレススティール製のボールとともに、同じステンレススティール製の内張りからなるボット内に投入し、同ボールミル装置にて表1に記載の時間それぞれ混合した。

【0030】混合後のスラリーの粉末中の主成分および鉄族元素金属（Fe、NiおよびCo）の含有量は、スラリーを減圧下400°Cまで加熱して、バインダーならびに揮発成分を除き、固形分（ほぼCu、Wおよび/Moからなる金属混合物）とした後、これを化学分析することによって確認した。その結果を表1の「混合物組成」欄に示す。なおこの欄の鉄族金属の量は、粉末粒子全体に対する質量比であり、主成分質量比は、Cu量/硬質粒子量の値である。

【0031】また上記の固形分を酸処理してW、Mo粒子のみを抽出し、これを走査型電子顕微鏡で観察し、平均粒径ならびに粒径の分布幅を確認した。酸処理後の粉末を試料台上にエタノールで分散した後、3000倍の矩形視野写真を撮り、同矩形視野の2本の対角線で切られる各粒子の長さの総和と粒子数とを確認し、前者を後者で割った値を硬質粒子の平均粒径とした。またその際

の最大の粒子長さと最小の粒子長さの差を硬質粒子の粒径分布幅の値とした。 * 【0032】 * 【表1】

No.	混合組成				時間	混合物組成		混合物中の硬質粒子			
	W	Mo	Cu	Fe		主成分	Fe族	質量比	金属量	平均粒径	粒径分布幅
	(質量%)					(時間)	(質量%)				
* 1 7 8 -	2 2	0. 0 8	2	2 2 / 7 8	0. 1 1	5. 2	2. 2				
* 2 7 6 -	2 4	0. 0 8	2	2 4 / 7 6	0. 1 1	5. 1	2. 1				
3 7 4 -	2 6	0. 0 8	2	2 6 / 7 4	0. 1 1	5. 0	2. 0				
4 7 0 -	3 0	0. 0 8	2	3 0 / 7 0	0. 1 0	5. 0	2. 0				
5 6 5 -	3 5	0. 0 8	2	3 5 / 6 5	0. 1 0	4. 9	1. 9				
6 6 0 -	4 0	0. 0 8	2	4 0 / 6 0	0. 1 0	4. 8	1. 9				
7 5 5 -	4 5	0. 0 8	2	4 5 / 5 5	0. 1 0	4. 7	1. 9				
* 8 5 4 -	4 6	0. 0 8	2	4 6 / 5 4	0. 1 0	4. 6	1. 8				
* 9 5 2 -	4 8	0. 0 8	2	4 8 / 5 2	0. 1 0	4. 5	1. 8				
* 1 0 -	7 6	2 4	0. 0 8	2 4 / 7 6	0. 1 1	4. 8	2. 0				
1 1 -	7 4	2 6	0. 0 8	2 6 / 7 4	0. 1 1	4. 8	1. 9				
1 2 -	6 5	3 5	0. 0 8	3 5 / 6 5	0. 1 0	4. 7	1. 9				
1 3 -	6 0	4 0	0. 0 8	4 0 / 6 0	0. 1 0	4. 6	1. 8				
1 4 -	5 5	4 5	0. 0 8	4 5 / 5 5	0. 1 0	4. 5	1. 7				
* 1 5 -	5 4	4 6	0. 0 8	4 6 / 5 4	0. 1 0	4. 6	1. 7				
1 6 4 5 2 9	2 6	0. 0 8	2	2 6 / 7 4	0. 1 1	4. 9	2. 0				
1 7 3 3 3 2	3 5	0. 0 8	2	3 5 / 6 5	0. 1 0	4. 8	1. 9				
1 8 1 7 3 8	4 5	0. 0 8	2	4 5 / 5 5	0. 1 0	4. 6	1. 8				
1 9 7 0 -	3 0	-	2	3 0 / 7 0	0. 0 4	5. 8	1. 6				
2 0 7 0 -	3 0	-	2	3 0 / 7 0	0. 0 6	5. 0	2. 0				
2 1 7 0 -	3 0	0. 0 8	4	3 0 / 7 0	0. 1 5	4. 8	2. 1				
2 2 7 0 -	3 0	0. 0 8	6	3 0 / 7 0	0. 1 9	4. 6	2. 2				
2 3 7 0 -	3 0	0. 0 8	8	3 0 / 7 0	0. 2 3	4. 5	2. 3				
2 4 7 0 -	3 0	0. 0 8	8	3 0 / 7 0	0. 1 0	5. 0	2. 0				
2 5 7 0 -	3 0	0. 0 8	2	3 0 / 7 0	0. 1 0	5. 0	1. 4				
2 6 7 0 -	3 0	0. 0 8	2	3 0 / 7 0	0. 1 0	5. 0	1. 6				
2 7 7 0 -	3 0	0. 0 8	2	3 0 / 7 0	0. 1 0	5. 0	2. 5				
2 8 7 0 -	3 0	0. 0 8	2	3 0 / 7 0	0. 1 0	5. 0	2. 7				
2 9 7 0 -	3 0	0. 0 8	2	3 0 / 7 0	0. 1 0	3. 0	1. 3				

*印は比較例

【0033】スラリー本体は、スプレードライヤーによって造粒し、顆粒状粉末とした。その後乾式プレスによって成形し、直徑25mm、厚み5mmの円板状の成形体とした。これらの成形体を真空炉内に置き、減圧下400°Cまで加熱してパラフィンならびに揮発成分を取り除いた後、アルミナ質耐火物板上に載せ、水素炉にて水素気流中、最高温度1200°Cで2時間保持して焼結した。なお銅の液相焼結時に溶融した銅が成形体の周囲に染み出すのを防ぎ、ネットシェイプな焼結体を得るため、同耐火物板上に載せる前に、耐火物板と接触する一

方の円形面以外の全面に炭素粉末（溶出防止剤）の薄い層を形成した。

【0034】各焼結体は、プラスト仕上げして表面の溶出防止剤の層を除き、簡単に研削仕上げを行い、直徑23mm、厚み4mmの円板形状にした。その後各試料中のCu、W、Moおよび鉄族金属の量を化学分析によって確認した。また研削仕上げされた試片の表面を、前述の混合物の場合と同様、走査型電子顕微鏡で観察して硬質粒子の平均粒径とその粒径の分布幅を確認した。その結果、主成分の質量比、すなわちCuと硬質粒子（Wお

11

より／またはMoの粒子）との質量比、および鉄族金属の量（質量%）は、前記した混合物の状態で確認されたレベルとほぼ同じであった。また硬質粒子の平均粒径とその粒径の分布幅も、前記した混合物の状態で確認されたレベルとほぼ同じであった。さらに別途熱伝導率、熱膨張係数およびヤング率もそれぞれ確認し、その結果を表2の「焼結体」欄に示す。表2には載せていないが、焼結体の相対密度（水中法で測った実測密度を、成分量から試算した理論密度で割った値）は、全て99%以上であった。なお熱伝導率は、レーザーフラッシュ法によって、熱膨張係数は、別途準備した円柱形状の試片を使い差動トランス法によって、またヤング率は、別途準備した引張試験片を引っ張り試験器にかけて、荷重・歪み曲線を描き、これより算出した。

【0035】なお試料番号25ものは、鉄粉末に代えて平均粒径0.1μmのステアリン酸鉄(上記焼結の昇温

10

12

過程で平均粒径0.1μm以下の鉄粒子に変わる。)の粉末を用いた以外は、試料番号4と同じ手順にて作製したものである。さらに試料番号26～28のものは、上記のタンクスチーン粉末に代えてほぼ同じ平均粒径(8μm)を有し、粒径の分布幅を変えたタンクスチーン粉末を用いた以外は、試料番号4と同じ手順にて作製したものである。この場合表1に記載のように混合物中のタンクスチーン粒子の分布幅が変わっている。さらに試料番号29のものは、上記のタンクスチーン粉末に代えて平均粒径が4μm、粒径分布幅が1μmと、粒径の小さいタンクスチーン粉末を用いた以外は、試料番号4と同じ手順にて作製したものである。この場合表1に記載のように混合物中のタンクスチーン粒子の平均粒径、分布幅ともかなり小さくなっている。

【0036】

【表2】

No.	焼結体	主成分 質量比	Fe族 硬質粒子			熱伝導率 (W/mK)	熱膨脹係数 (10 ⁻⁶ /℃)	ヤング率 (GPa)
			金属量	平均粒径 (μm)	粒径分布幅 (μm)			
			(質量%)	(μm)	(μm)			
* 1	22/78	0.11	5.3	2.1		265	6.8	280
* 2	24/76	0.11	5.2	2.0		278	6.9	265
3	26/74	0.11	5.1	2.0		295	7.4	248
4	30/70	0.10	5.1	2.0		315	8.2	242
5	35/65	0.10	4.9	1.9		323	8.9	231
6	40/60	0.10	4.9	1.8		330	9.4	220
7	45/55	0.10	4.8	1.9		336	9.8	205
* 8	46/54	0.10	4.7	1.7		339	10.2	203
* 9	48/52	0.10	4.6	1.7		341	10.5	200
* 10	24/76	0.11	4.9	1.7		270	7.2	245
11	26/74	0.11	4.9	1.8		285	7.6	237
12	35/65	0.10	4.8	1.8		300	8.4	229
13	40/60	0.10	4.7	1.8		305	9.9	220
14	45/55	0.10	4.5	1.7		310	10.4	201
* 15	46/54	0.10	4.5	1.7		313	10.8	199
16	26/74	0.11	4.9	2.0		292	7.5	243
17	35/65	0.10	4.9	1.9		312	8.6	230
18	45/55	0.10	4.6	1.8		320	10.3	202
19	30/70	0.04	5.8	1.6		320	8.5	237
20	30/70	0.06	4.9	2.0		318	8.4	239
21	30/70	0.15	4.9	2.0		310	8.3	243
22	30/70	0.19	4.8	2.0		305	8.3	245
23	30/70	0.23	4.7	2.1		290	8.1	248
24	30/70	0.10	5.1	2.0		350	8.2	244
25	30/70	0.10	5.1	1.4		300	8.2	248
26	30/70	0.10	5.1	1.6		303	8.2	240
27	30/70	0.10	5.2	2.5		304	8.2	240
28	30/70	0.10	5.2	2.7		300	8.2	247
29	30/70	0.10	3.2	1.2		300	8.2	235

*印は比較例

【0037】以上の結果から(1)焼結法によって得られる本発明のCu-W系、Cu-Mo系の複合材料は、銅量25質量%で、そのヤング率が250GPa以下である。これは前述した従来の同じ組成の材料の通常レベルであるCu-W系の290GPa、Cu-Mo系の280GPaに比べて顕著に低いことが分かる。Cu-W-Mo系の複合材料についても同じことが言える。またこのヤング率のレベルは、銅の量が25~45質量%の範囲内で、前述した複合則からの同じ組成での推計値ならびに従来のもののそれよりも顕著に小さいことも分かる。特に(2)鉄族金属の含有量を0.2質量%以下に抑えることにより、その効果が大きくなることが分かる。

【0038】実施例2(溶浸法)

実施例1と同じタンクステン、モリブデン、電解銅およ

び鉄の粉末を準備した。これらの原料粉末を表3の「配合組成」欄に記載された割合で秤取し、これに有機質バインダーとしてバラフィンを、質量比で粉末100に対し2の割合で添加した。複合化後の最終の銅の体積量(溶浸前の多孔体の空孔体積)が、50体積%以上と予想される試料番号5~9、18の混合粉末には、予め表3に記載される量の電解銅の粉末を配合(予配合)した。なお添加された鉄の量は、主成分(Cu、WおよびMo)の総量100に対する質量比で表3に示す。その後実施例1と同様のボールミル装置にて表3に記載の時間それぞれ混合した。混合後のスラリーの粉末中の主成分および鉄族元素金属(Fe、NiおよびCo)の含有量、硬質粒子の平均粒径とその粒径分布幅を実施例1と同様にして確認した。

【0039】スラリー本体は、スプレードライヤーによ

15

って造粒し、顆粒状粉末とした。その後乾式プレスによって成形し、直径25mm、厚み5mmの円板状の成形体とした。これらの成形体を真空炉内に置き、減圧下400°Cまで加熱してパラフィンならびに揮発成分を取り除き多孔体（スケルトン）とした。なお成形に当たり50~500MPaの範囲で成形圧力を変えて個々の試料の成形密度を変化させ、表3に記載された空孔率レベルの多孔体を調整した。なお空孔率は、配合された混合物組成での理論密度 ρ_t (g/cm³単位、タングステン、*

16

*モリブデンおよび銅の密度をg/cm³単位で、それぞれ順に19.3、10.2および8.9として算出）、多孔体の実測直径、厚みから算定されたその実測体積V (cm³) および多孔体の実測質量W (g) を用いて、計算式 $(1 - W/\rho_t V) \times 100$ (%) によって算出した。

【0040】

【表3】

No.	配合組成			混合時間	混合後の鉄族 金属量	混合物中の硬質粒子		多孔体の空孔率
	硬質粒子 の粉末	Cu	Fe			平均粒径	粒径分布幅	
	(質量%)					(μm)	(μm)	
* 1	W99.92	-	0.08	2	0.11	5.0	2.0	36.5
* 2	W99.92	-	0.08	2	0.11	5.0	2.0	39.2
3	W99.92	-	0.08	2	0.11	5.0	2.0	41.9
4	W99.92	-	0.08	2	0.10	5.0	2.0	46.9
5	W97.3	2.7	0.08	2	0.10	4.9	1.9	60.0
6	W92.0	8.0	0.08	2	0.10	4.8	1.9	50.0
7	W87.1	12.9	0.08	2	0.10	4.7	1.9	50.0
8	W87.0	13.0	0.08	2	0.10	4.7	1.9	50.0
* 9	W84.3	15.7	0.08	2	0.10	4.6	1.8	50.0
* 10	M99.92	-	0.08	2	0.11	4.7	2.0	26.5
11	M99.92	-	0.08	2	0.11	4.7	2.0	27.5
12	M99.92	-	0.08	2	0.10	4.6	2.0	37.0
13	M99.92	-	0.08	2	0.10	4.6	2.0	42.2
14	M99.92	-	0.08	2	0.10	4.5	1.9	47.3
* 15	M99.92	-	0.08	2	0.10	4.5	1.8	48.3
16	W59.42	-	0.08	2	0.11	4.9	1.8	34.9
	M40.5							
17	W50.22	-	0.08	2	0.10	4.8	2.0	44.0
	M49.7							
18	W30.22	1.7	0.08	2	0.10	4.7	1.9	50.0
	M68.0							
19	W99.92	-	0.08	1	0.04	5.6	1.6	46.9
20	W99.92	-	0.08	2	0.06	5.0	1.9	46.9
21	W99.92	-	0.08	4	0.15	4.8	2.0	46.9
22	W99.92	-	0.08	6	0.19	4.8	2.0	46.9
23	W99.92	-	0.08	8	0.23	4.6	2.1	46.9
24	W99.92	-	0.08	2	0.10	4.9	2.2	46.9
25	W99.92	-	0.08	2	0.10	4.9	1.4	46.9
26	W99.92	-	0.08	2	0.10	4.9	1.6	46.9
27	W99.92	-	0.08	2	0.10	4.9	2.4	46.9
28	W99.92	-	0.08	2	0.10	4.9	2.7	46.9
29	W99.92	-	0.08	1	0.10	3.0	1.3	46.9

*印は比較例

【0041】これらの多孔体の全ての空孔を充填するに足りる銅の質量を算出し、その量よりも若干多めの質量の実施例1の電解銅粉と同じ材質の銅板を準備した。次いでこれらの銅板をアルミナ質耐火物板上に載せ、その

上に対応する空孔量の多孔体試片を載せ、水素炉にて水素気流中、最高温度1200°Cで2時間保持して、多孔体の空孔内に溶融させた銅を溶浸した。なお溶融した銅が成形体の周囲に染み出すのを防ぎ、ネットシェイプな

溶浸体を得るため、多孔体試片を銅板上に載せる前に、銅板と接触する一方の円形面以外の全面に炭素粉末（溶出防止剤）の薄い層を形成した。

【0042】各溶浸体は、実施例1と同様にして仕上げ加工し、直径23mm、厚み4mmの円板形状にした。その後実施例1と同様にして、各試料中のCuと硬質粒子との質量比、鉄族金属の量、熱伝導率、熱膨張係数およびヤング率をそれぞれ確認した。それらの結果を表4の「焼結体」欄に示す。表4には載せていないが、焼結体の相対密度は、全て99.5%以上であった。その結果、主成分の質量比、すなわちCuと硬質粒子(Wおよび/またはMoの粒子)の質量比、および鉄族金属の量(質量%)は、前記した混合物の状態で確認されたレベルとほぼ同じであった。また硬質粒子の平均粒径とその粒径の分布幅も、前記した混合物の状態で確認されたレベルとほぼ同じであった。

【0043】なお試料番号25のものは、鉄粉末に代えて平均粒径0.1μmのステアリン酸鉄の粉末を用いた以外は、試料番号4と同じ手順にて作製したものである。さらに試料番号26～28のものは、上記のタンクスチレン粉末に代えてほぼ同じ平均粒径(8μm)を有し、粒径の分布幅が10μmのタンクスチレン粉末を用いた以外は、試料番号4と同じ手順にて作製したものである。さらに試料番号29のものは、上記のタンクスチレン粉末に代えて平均粒径が4μm、粒径分布幅が1μmと、粒径の小さいタンクスチレン粉末を用いた以外は、試料番号4と同じ手順にて作製したものである。この場合表4に記載のように混合物中のタンクスチレン粒子の平均粒径、分布幅ともかなり小さくなっている。

【0044】

【表4】

No. 溶浸体

主成分 質量比	Fe族 金属性 (質量%)	熱伝導率 (W/mk)	熱膨脹係数 (10 ⁻⁶ /℃)	ヤング率 (GPa)	
	質量比	金属性 (質量%)			
* 1	22/78	0. 11	278	6. 8	286
* 2	24/76	0. 11	282	6. 8	269
3	26/74	0. 11	298	7. 2	260
4	30/70	0. 10	316	8. 0	244
5	35/65	0. 10	325	8. 7	235
6	40/60	0. 10	335	9. 2	226
7	45/55	0. 10	342	9. 5	210
* 8	46/54	0. 10	348	10. 1	208
* 9	48/52	0. 10	350	10. 3	197
* 10	24/76	0. 11	281	7. 0	238
11	26/74	0. 11	290	7. 4	234
12	36/65	0. 10	307	8. 2	231
13	40/60	0. 10	313	9. 7	224
14	45/55	0. 10	317	10. 2	204
* 15	46/54	0. 10	320	10. 5	203
16	26/74	0. 11	296	7. 3	247
17	36/65	0. 10	315	8. 4	235
18	45/55	0. 10	327	10. 1	208
19	30/70	0. 04	323	8. 3	241
20	30/70	0. 06	324	8. 2	243
21	30/70	0. 15	316	8. 1	245
22	30/70	0. 19	309	8. 1	247
23	30/70	0. 23	297	7. 9	249
24	30/70	0. 10	355	8. 0	246
25	30/70	0. 10	306	8. 0	249
26	30/70	0. 10	308	8. 0	242
27	30/70	0. 10	310	8. 0	242
28	30/70	0. 10	305	8. 0	248
29	30/70	0. 10	305	8. 0	238

*印は比較例

【0045】以上の結果から(1)溶浸法によって得られる本発明のCu-W系、Cu-Mo系の複合材料は、銅量25質量%で、そのヤング率が250GPa以下である。これは前述した従来の同じ組成の材料の通常レベルであるCu-W系の300GPa、Cu-Mo系の290GPaに比べて顕著に低いことが分かる。Cu-W-Mo系の複合材料についても同じことが言える。またこのヤング率のレベルは、銅の量が25~45質量%の範囲内で、前述した複合則からの同じ組成での推計値な

らびに従来のもののそれよりも顕著に低いことも分かる。特に(2)鉄族金属の含有量を0.2質量%以下に抑えることにより、その効果が大きくなることが分かる。

【0046】実施例3(鋳造法)

実施例1と同じタンクステン、モリブデン、鉄の粉末と、実施例1の電解銅粉末と純度および材質がほぼ同じ銅板を準備した。表5の配合組成欄に記載された質量割合にてタンクステン、モリブデン、銅および鉄の粉末を

21

秤取し、実施例1と同じボールミル装置を使って2時間混合し、表5のb～fおよびhの混合物を得た。ただし表5のaおよびgは、以上の混合処理を行っていない上記したタンクスチンおよびモリブデンの粉末である。混合物中の鉄族金属の量、硬質粒子の平均粒径とその粒径*

22

* 分布幅は、実施例1と同じ手順で確認し、その結果を表5に記載した。

【0047】

【表5】

番号	配合組成				混合後の 鉄族 金属量 (質量%)	混合物中の硬質粒子	
	W	Mo	Cu	Fe		平均粒径 (μm)	粒径分布幅 (μm)
	(質量%)						
a	100	-	-	-	0.04	5.8	2.0
b	99.98	-	-	0.02	0.06	5.8	2.0
c	99.96	-	-	0.04	0.08	5.8	2.0
d	99.92	-	-	0.08	0.11	5.8	2.0
e	99.86	-	-	0.16	0.20	5.8	2.0
f	99.88	-	-	0.17	0.23	5.7	1.9
g	-	99.92	-	0.08	0.10	5.4	1.9
h	45.0	44.92	-	0.08	0.11	5.6	1.9

【0048】表5のa～hの粉末と電解銅板とを表6の主成分質量比（なお同表の質量比の分子は電解銅板の質量割合、分母は硬質粒子の質量割合である。）で秤取した。その後幅と長さが32mm、深さが5mmの内寸を有する黒鉛坩堝中に、まず秤取された電解銅板を投入して、これを窒素中1200°Cで加熱して溶湯を形成した。次いでこの溶湯を攪拌しながら、これに秤取した硬質粒子の粉末を投入した後徐冷して、表6に記載の主成※

20※分質量比のそれぞれの鋳造体を作製した。その後鋳造体を切削加工し、幅30mm、厚み3mmの鋳造体の試片を得た。この形状以外の試片も用意し、実施例1と同様の手順で表6に記載された鋳造体の諸特性を確認した。なお表6には載せてはいないが、焼結体の相対密度は、98～98.5%の範囲内であった。

【0049】

【表6】

No.	使用 混合物	鋳造体				ヤング率 (GPa)	
		主成分 質量比	Fe族 金属量 (質量%)	熱伝導率 (W/mk)	熱膨張係数 (10 ⁻⁶ /°C)		
1	a	30/70	0.04	300	8.5	230	
2	b	30/70	0.06	298	8.4	232	
3	c	30/70	0.08	290	8.4	234	
4	d	30/70	0.10	288	8.4	237	
5	e	30/70	0.20	284	8.3	240	
6	f	30/70	0.23	274	8.3	242	
7	g	30/70	0.10	275	8.2	230	
8	h	30/70	0.11	280	8.3	233	
*	9 c	24/76	0.08	270	6.9	260	
10	c	25/75	0.08	288	7.5	242	
11	c	35/65	0.08	296	9.0	228	
12	c	40/60	0.08	304	9.5	217	
13	c	45/55	0.08	320	9.9	233	
*	14 c	47/53	0.08	326	10.5	200	

*印は比較例

【0050】以上の結果から(1)鋳造法によって得ら
れる本発明のCu-W系、Cu-Mo系の複合材料は、

銅量25質量%で、そのヤング率が250GPa以下である。これは前述した従来の同じ組成の材料の通常レベルであるCu-W系の300GPa、Cu-Mo系の290GPaに比べて顕著に低いことが分かる。Cu-W-Mo系の複合材料についても同じことが言える。またこのヤング率のレベルは、銅の量が25~45質量%の範囲内で、前述した複合則からの同じ組成での推計値ならびに従来のもののそれよりも顕著に低いことも分かる。特に(2)鉄族金属の含有量を0.2質量%以下に抑えることにより、その効果が大きくなることが分かる。

【0051】実施例4(圧延法)

実施例1~3それぞれの試料4と同じ手順で得られ、これら各試料と同じ組成を有する幅15mm、厚み3mm、長さ200mmの複合材料からなる素材を準備した。これらの素材を窒素中で900°Cに予備加熱した後、直ちにロールで圧延加工して幅20mm、厚み1. *

No	出発素材	圧延後の素材 中の硬質粒子 アスペクト比	熱伝導率		熱膨張係数		ヤング率 (MPa)
			圧延 方向	厚み 方向	圧延 方向	厚み 方向	
			(W/mK)	(10^-6/°C)			
1	実施例1の4	1 2	320	312	8 4	8 0	237
2	実施例2の4	1 1	319	314	8 2	7 8	240
3	実施例3の4	1 3	294	282	8 6	8 2	233

【0053】以上の結果から、圧延後の素材は、組織に方向性があるため、熱伝導率、熱膨張係数に幾分方向性が出るもの、その熱膨張係数は圧延前とほぼ同じであり、高い熱伝導率を維持するとともに、そのヤング率は、さらに1~2%程度小さくなることが分かる。

【0054】実施例5

表9の「ヒートシンク」欄に記載された実施例1~4それぞれの資料と同じ方法で作製された素材を放熱基板として用い、表8に記載された三種類の型式にて各種材質・外形サイズからなる部材とを併用した高周波トランジスターパッケージ用試片を作製した。作製した三種類のパッケージの構造を、LMDMOS型については図3

* 5mm、長さがほぼ300mmのフープ状素材を得た。これらの素材から幅および長さが20mmで厚みが1.5mmの形状の試片を切り出した後、材料の組織および実施例1と同じ項目の評価を行った。その結果を表7に示す。なお表7の「アスペクト比」は、複合材料中に分布している硬質粒子の平均値であり、その確認手順は以下の通りである。実施例1での硬質粒子の粒径観察と同じ手順で撮影した矩形視野の写真を使い、同視野内にその全体が含まれる硬質粒子全ての最大寸法部分の長さDmaxと、最小寸法部分の長さDminを計量し、個々の粒子のアスペクト比Dmax/Dminの総和を計量された粒子の数で割って算定した。また出発素材である当初の材料中の硬質粒子のアスペクト比も同様の手順で確認した結果、いずれもほぼ1であった。

【0052】

【表7】

に、バイポーラー型については図4に、MSFET型については図5にそれぞれ模式的に示す。それぞれの図において、上の図はパッケージを上面から見た図であり、下はそのA-A'断面で切った図である。なお用いたセラミック部材2のアルミナ、半導体素子3のSi、GaAs、およびコバルト製の金属部材4熱伝導率は、W/m·K単位で順に20、140、54、および17であり、熱膨張係数は、10^-6/°C単位で順に6.5、4.2、6.5および5.3であった。

【0055】

【表8】

型式 →	B I P o l a r	L M D O S	M E S F T
出力 →	1 5 W	1 5 W	1 0 W
半導体素子	幅 2 mm 長さ 2 mm 厚み 0.2 mm の S i	幅 2 mm 長さ 2 mm 厚み 0.2 mm の S i	幅 0.5 mm 長さ 0.5 mm 厚み 0.2 mm の G a A s
セラミック	幅 7 mm	幅 2 mm	幅 5 mm
絶縁部材	長さ 7 mm 厚み 1 mm のアルミナ	長さ 2 mm 厚み 1 mm のアルミナ	長さ 5 mm 厚み 1 mm のアルミナ
金属部材	幅 mm 長さ mm 厚み mm のコバルル	幅 mm 長さ mm 厚み mm のコバルル	幅 mm 長さ mm 厚み mm のコバルル
放熱基板	幅 mm 長さ mm 厚み mm	幅 mm 長さ mm 厚み mm	幅 mm 長さ mm 厚み mm
の本発明各材料		の本発明各材料	の本発明各材料

【0056】パッケージの部材間の接続は、以下のように行った。本発明の放熱基板とセラミック（アルミナ）基板との間は、お互いのメタライズ層を介して厚みが90 μmのAg-Cuロウ層を800～900°Cで形成することによって、セラミック（アルミナ）基材と金属部材（コバルル）との間は、お互いのメタライズ層を介して厚みが200 μmのAg-Snロウ層を350～400°Cで形成することによって、さらに半導体素子（SiまたはGaAs）とセラミック（アルミナ）基材との間は、お互いのメタライズ層を介して厚み約10 μmのAu-Si半田層を400～500°Cで形成することによって、それぞれ接続した。以上のような手順で本発明の前記放熱基板の種類毎に10個ずつパッケージを作製した。

【0057】以上のようにして組み上げられたパッケージ試片を、各パッケージ型毎に3個ずつ選び、それぞれ-60°Cで15分間保持後、150°Cで15分間保持する温度プログラムを1サイクルとし、これを3000サイクル繰り返す冷熱試験を行った。表9に代表的な例としてLDMOS型パッケージ試片での試験結果をします。なお表9には記載しないが、図4に示すバイポーラー型および図5に示すMOSFET型のものについても同じ試験を行ったが、その結果は、LDMOS型とほぼ同じであった。この試験ではパッケージ試片の反り量を当初ならびにその後500サイクル毎に確認した。試片の反り量が、3個中1個でも実用上問題となる0.5 μm/mm以上（本発明ではこれを仮にそりの臨界値と言う）が確認された時点で、その試料番号の試験を打ち切った。打ち切った試料番号の3個の試片は、その時点ですべて表9に示す最終の反り量を確認するとともに、その時点ならびに試験前での出力の比E/E。（ただし当初の出

20 力がE₀、その時点での出力をEとする）を確認した。表9には冷熱サイクルでの以上のパッケージ性能の持続性の評価結果を500サイクル毎に○×で示す。ただし○および×は、その時点で反りがそれぞれ臨界値未満、臨界値以上であることを示す。なお表9中の「ヒートシンク」欄の番号は、用いたヒートシンク材料の番号であり、最初の数値が実施例番号であり、後の数値が試料番号である。例えば表9の試料2の場合、用いたヒートシンク材料が、実施例1の試料3であることを示す。また「持続性評価結果」欄の数値は、持続サイクルを「キロサイクル」単位で示している。

【0058】試片の反り量は、以下のようにして確認した。図6に模式的に示すように、放熱基板1の裏側（半導体素子が搭載された面とは反対側）が上になるように定盤5に載せ、定盤面から等距離を保ちつつ、上方から同裏面四角形の二つの対角線方向にレーザー光源6を走査して、基板裏面までの最大距離L_{max}と最小距離L_{min}を確認し、その差L_{max}-L_{min}(μm)を算定し、これを対角線方向の走査距離(mm)で割って、反り量(μm/mm)とする。また上記の出力比E/E₀は、予め簡単な動作回路を備えた出力計量治具を用意し、これにパッケージと試片を接続することによって確認した。

【0059】この反り量の大きさは、この種のパッケージではセラミック基材と放熱基板との界面での残留応力の大きさに左右されるが、それは主に両者の熱膨張係数の差、熱伝導率および放熱基板のヤング率の影響を受ける。特に放熱基板の熱伝導率が大きいほど、またそのヤング率が小さいほど、熱膨張係数の差で生じた応力の緩和効果が大きい。したがって放熱基板の熱伝導率が低いと接続界面での熱の滞留が生じるため、またヤング率が

大きいほど冷熱サイクルでの熱応力の緩和が不十分となるため、より一層反りが助長される。これによってトランジスターの出力が低下する。またさらに脆いセラミック基材側に損傷が生じる状況になると、動作不能になるとある。

【0060】

【表9】

ク基材側に損傷が生じる状況になると、動作不能になるとある。

No.	ヒート シンク	冷熱サイクルでの特性の評価結果								出力比 (%)	最終反り量 (μm/mm)		
		(キロサイクル)											
		0. 5	1. 0	1. 5	2. 0	2. 5	3. 0	E/E ₀					
* 1	1 - 2	○	×						10	1. 8			
2	1 - 3	○	○	○	○	○	○	○	96	0. 5			
3	1 - 7	○	○	○	○	○	○	○	100	0. 4			
* 4	1 - 8	○	○	×					10	0. 8			
5	1 - 12	○	○	○	○	○	○	○	100	0. 3			
6	1 - 17	○	○	○	○	○	○	○	100	0. 3			
7	1 - 19	○	○	○	○	○	○	○	95	0. 4			
8	1 - 20	○	○	○	○	○	○	○	100	0. 4			
9	1 - 21	○	○	○	○	○	○	○	95	0. 4			
10	1 - 22	○	○	○	○	○	○	○	92	0. 4			
11	1 - 23	○	○	○	○	○	○	○	90	0. 4			
12	1 - 24	○	○	○	○	○	○	○	98	0. 4			
13	1 - 26	○	○	○	○	○	○	○	100	0. 3			
14	1 - 27	○	○	○	○	○	○	○	100	0. 3			
15	1 - 22	○	○	○	○	○	○	○	92	0. 4			
16	1 - 29	○	○	○	○	○	○	○	97	0. 4			
* 17	2 - 1	×							10	2. 0			
* 18	2 - 2	○	×						10	1. 4			
19	2 - 3	○	○	○	○	○	○	○	96	0. 5			
20	2 - 4	○	○	○	○	○	○	○	100	0. 3			
21	2 - 7	○	○	○	○	○	○	○	100	0. 4			
* 22	2 - 8	○	○	×					10	1. 0			
* 23	2 - 9	×							10	1. 0			
* 24	2 - 10	○	×						10	1. 3			
25	2 - 11	○	○	○	○	○	○	○	90	0. 5			
26	2 - 14	○	○	○	○	○	○	○	98	0. 4			
* 27	2 - 15	○	×						10	1. 5			
28	2 - 17	○	○	○	○	○	○	○	100	0. 4			
29	2 - 19	○	○	○	○	○	○	○	96	0. 4			
30	2 - 20	○	○	C	○	○	○	○	100	0. 4			
31	2 - 21	○	○	○	○	○	○	○	96	0. 4			
32	2 - 22	○	○	○	○	○	○	○	92	0. 4			
33	2 - 23	○	○	○	○	○	○	○	90	0. 4			

*印は比較例

【表10】

29
【表9 続き】

No.	ヒート	冷熱サイクルでの持続性の評価結果							出力比 E/E ₀	最終反り量 (μm/mm)
		シンク	0.5	1.0	1.5	2.0	2.5	3.0		
		(キロサイクル)								
34	2-24	○	○	○	○	○	○	○	97	0.4
35	2-26	○	○	○	○	○	○	○	100	0.3
36	2-27	○	○	○	○	○	○	○	100	0.3
37	2-28	○	○	○	○	○	○	○	91	0.4
38	3-29	○	○	○	○	○	○	○	96	0.3
39	3-1	○	○	○	○	○	○	○	96	0.3
40	3-2	○	○	○	○	○	○	○	98	0.3
41	3-4	○	○	○	○	○	○	○	98	0.4
42	3-5	○	○	○	○	○	○	○	94	0.4
43	3-6	○	○	○	○	○	○	○	94	0.4
*44	3-9	○	×						9	1.5
45	3-10	○	○	○	○	○	○	○	98	0.4
46	3-13	○	○	○	○	○	○	○	98	0.3
*47	3-14	○	×						9	1.0
48	4-1	○	○	○	○	○	○	○	100	0.3
49	4-2	○	○	○	○	○	○	○	100	0.3
50	4-3	○	○	○	○	○	○	○	98	0.4

*印は比較例

【0061】表9の結果から明らかなように、本発明の放熱基板を用いたパッケージ試片では、セラミック基材との熱膨張係数の差が比較的大きくても、反りの臨界値に至るまでのサイクル数が顕著に増加しており、実用上長寿命であり高い実用信頼性を有していることが分かる。これは本発明の放熱基板が、従来の同じ成分組成の同種材に比べ顕著に低いヤング率を有しているからである。なおこのパッケージを各種半導体装置に組み込んだところ、従来の同じ材料系の放熱基板では不可能であった高い出力の半導体装置にも十分適用可能であることが分かった。

【0062】

【発明の効果】以上詳述したように、本発明のCu-W系、Cu-Mo系およびCu-W-Mo系の複合材料からなる放熱基板は、そのヤング率が従来の同じ成分組成のそれよりも顕著に小さいため、特にハイパワーの高周波トランジスター用の放熱基板として用いると、長寿命かつ高い実用信頼性を有する。したがって高い実用信頼性のハイパワーの高周波トランジスター・パッケージおよび同パッケージを用いた半導体装置を容易に提供すること

ができる。

【図面の簡単な説明】

【図1】高周波トランジスター・パッケージの構造例を模式的に示す図である。

30 【図2】本発明ならびに従来の高周波トランジスター・パッケージの断面構造を模式的に説明する図である。

【図3】本発明の実施例のLDMOS型高周波トランジスター・パッケージの構造を模式的に説明する図である。

【図4】本発明の実施例のバイポーラー型高周波トランジスター・パッケージの構造を模式的に説明する図である。

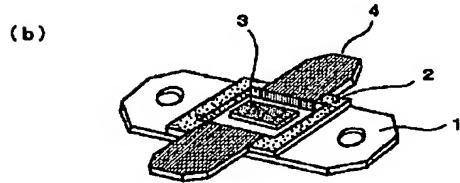
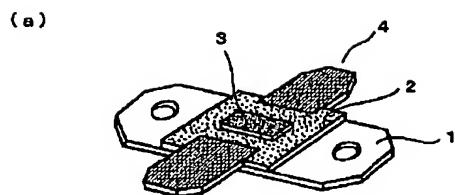
【図5】本発明の実施例のMSET型高周波トランジスター・パッケージの構造を模式的に説明する図である。

【図6】本発明のパッケージの反り量の計量方法を説明する図である。

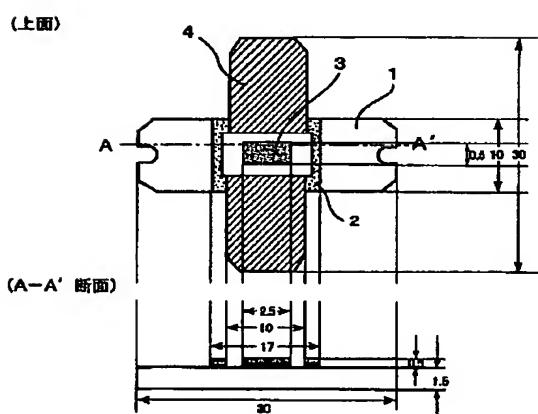
40 【符号の説明】

- 1、放熱基板
- 2、セラミック基板
- 3、半導体素子
- 4、金属部材

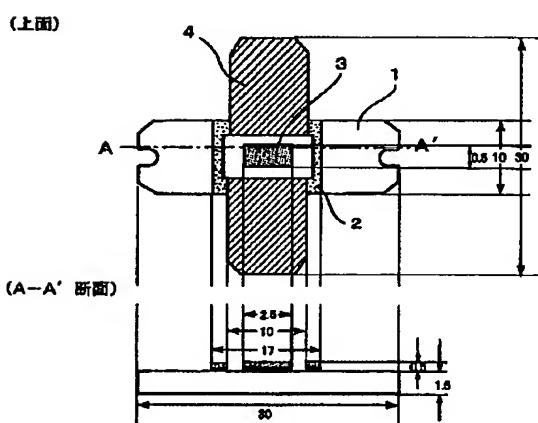
【図1】



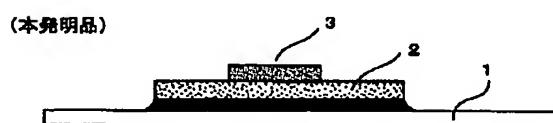
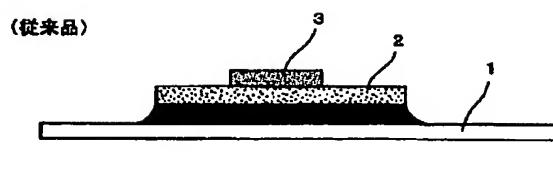
【図3】



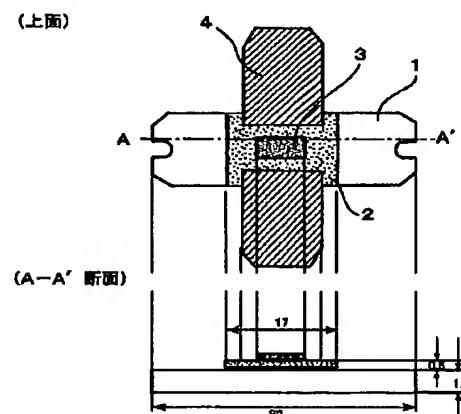
【図5】



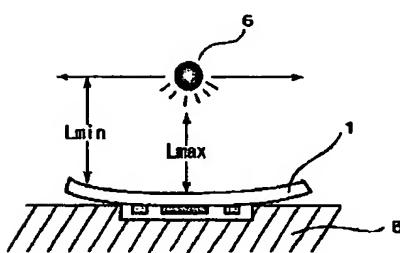
【図2】



【図4】



【図6】



フロントページの続き

(51)Int.Cl.
H 01 L 23/373

識別記号

F I
H 01 L 23/36

マークコード(参考)
M